

⑩ 日本国特許庁 (JP)
⑫ 公開特許公報 (A)

⑪ 特許出願公開

昭57-164958

⑤ Int. Cl.³
C 22 C 33/02

識別記号

庁内整理番号
6441-4K

④ 公開 昭和57年(1982)10月9日
発明の数 2
審査請求 有

(全 8 頁)

⑭ 焼結高合金鋼の製造方法

① 特 願 昭56-36132

② 出 願 昭56(1981)3月13日

⑦ 発 明 者 石鉢豊明
東京都品川区二葉2丁目9番15
号古河電気工業株式会社中央研
究所内

⑧ 発 明 者 託間貴
東京都千代田区丸の内1丁目2
番1号関東電化工業株式会社内

⑨ 発 明 者 福家康矩
東京都大田区下丸子2丁目17番
10号富士ダイス株式会社内

⑫ 発 明 者 前田正幸
東京都大田区下丸子2丁目17番
10号富士ダイス株式会社内

⑬ 出 願 人 古河電気工業株式会社
東京都千代田区丸の内2丁目6
番1号

⑬ 出 願 人 関東電化工業株式会社
東京都千代田区丸の内1丁目2
番1号

⑬ 出 願 人 富士ダイス株式会社
東京都大田区下丸子2丁目17番
10号

⑭ 代 理 人 弁理士 箕浦清

明 細 書

1. 発明の名称

焼結高合金鋼の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) マルテンサイト性鉄合金基質中に微細な炭化物を均一に分散させた組織を有する焼結高合金鋼の製造において、金属酸化物粉末と炭素粉末を用いて合金組成に配合し、これに金属酸化物をCOとして還元する炭素量を粉末で加え、混合粉砕して平均粒度を1μ以下とした後、水素気流中で加熱し、水素と炭素により酸化物を共還元すると同時に合金化させて合金粉とし、この合金粉の組成及び粒度を調整し、これを成型、真空焼結後、不活性ガス中で等方圧縮してから、熱処理により基質をマルテンサイト化することを特徴とする焼結高合金鋼の製造方法。

(2) 共還元と合金化を行なわせた合金粉に、炭素粉末、金属粉末又は/及び炭化物粉末を加え、これを混合粉砕して合金粉の組成及び粒

度を調整する特許請求の範囲第1項記載の焼結高合金鋼の製造方法。

(3) マルテンサイト性鉄合金基質中に微細な炭化物と窒化物を均一に分散させた組成を有する焼結高合金鋼の製造において、金属酸化物粉末と炭素粉末を用いて窒化物を除いた合金組成に配合し、これに金属酸化物をCOとして還元する炭素量を粉末で加え、混合粉砕して平均粒度を1μ以下とした後、水素気流中で加熱し、水素と炭素により酸化物を共還元すると同時に合金化させて合金粉とし、この合金粉の組成を調整すると共に窒化物粉末を加えてから粒度を調整し、これを成型、真空焼結後、不活性ガス中で等方圧縮してから熱処理により基質をマルテンサイト化することを特徴とする焼結高合金鋼の製造方法。

(4) 共還元と合金化を行なわせた合金粉に炭素粉末、金属粉末又は/及び炭化物粉末を加えて組成を調整すると共に窒化物粉末を添加し、これを混合粉砕して粒度を調整する特許請求

の範圍第3項記載の焼結高合金鋼の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

本発明は、マルテンサイト性鉄合金基質中に、分散体として炭化物又は炭化物と窒化物を均一に分散させた組織を有する焼結高合金鋼の製造方法に関するものである。

一般に通常の工具鋼や高速度鋼は溶解法により造られているが、溶解のままだでは炭化物が羽毛状組織となつて強度が劣るため、該組織を破砕する目的で熱間加工を加えている。しかしながらこの方法では炭化物の分散に方向性が生じ、更には所望の形状に仕上げるまでの機械加工上の労力及びこれによる材料損失が大きい欠点がある。これに対し、粉末冶金的製造により一挙に最終形状に仕上げる事ができれば、炭化物を破砕するための熱間加工やその他の問題は解消する。しかるに粉末冶金的製造方法には種々の問題があり、今だ斯界の要望に答えられる状態にはなっていない。例えば、高速度鋼では焼結可能な粉末が得られにくいところに原因があ

り、近年市場に出回っている焼結高速度鋼と呼ばれているものは、所定組成の合金溶湯を水又は不活性雰囲気中に噴霧することにより得られた粉末（アトマイズ粉末）を金属容器につめて真空にした後、高温で静水圧的に等方圧縮加工した素材であり、粉末冶金の特徴である最終形状の製品を一挙に造り出すものとは異なるものである。しかも、アトマイズ粉末には最大1mm程度の粗い粒度のものが含まれ、硬くて塑性が高いため、その破砕が困難なばかりか、焼結性もない。

高合金鋼を粉末冶金により造るためには、合金粉末が利用できることが前提となるため、従来から合金粉末の製造について種々の試みが行なわれてきた。前記アトマイズ粉末のように液相から粉末を造る方法の外に、固相反応により合金粉末を造る方法が知られている。

この方法の一つは、然るべき割合に配合した各元素（純金属及び炭素）の粉末又は／及び炭化物粉末の混合物を加熱して固相拡散により合

合金化するものである。しかるに、各元素が他の相手に固相拡散して行く温度がまちまちであり、最も高い温度に合せると一部に液相を生じ、固相反応のみでは合金化しない。また反応中に液相が生ずると組織的に羽毛状炭化物を生じ、粉末の破砕が困難となるばかりか、焼結性も著しく悪くなる。また他の方法の一つは、上記混合物を高い固相反応温度のグループと、そうでないグループに分け、前者については高い温度、例えば1300℃で複炭化物を形成し、これを後者のグループに混合して低い温度、例えば1220℃の温度で最終的な合金化のための固相反応を行なわせるものである。しかるに、複炭化物の生成反応において粉末が二次成長（凝集）を起し易く、一旦成長するとその破砕が困難となる。このためアルミナ粉末等を混合して粉末の二次成長を防止しているが、反応後にアルミナ粉末を除去しなければならず、大量生産には適していない。またこの方法は、微細な金属粉末を使用するところから着火等の問題があ

るばかりか、複炭化物と残りのグループとの合金化反応に成型体の焼結反応を兼ねているが、焼結温度と合金化温度では焼結温度の方が低いため、焼結温度に合せると合金化が不充分となり、合金化温度に合せると必要以上にマトリックスの粒度が粗大化する欠点がある。勿論、両反応を別々に行なうことも可能であるが、工程が徒らに長くなり、不利となる。

本発明はこれに鑑み、前記従来方法の困難を克服するため種々検討の結果、粉末冶金に利用できる合金粉末の製造に成功し、これを基に成型、焼結、等方圧縮の工程を一体化した高合金鋼の製造方法を開発したものである。

本発明の一つは、マルテンサイト性鉄合金基質中に、微細な炭化物を均一に分散させた組織を有する焼結高合金鋼の製造において、金属酸化物粉末と炭素粉末を用いて合金組成に配合し、これに金属酸化物をCOとして還元する炭素量の約 $\frac{1}{2}$ を粉末で加え、混合粉砕して平均粒度を1μ以下とした後、水素気流中で加熱し、水素

と炭素により酸化物を共還元すると同時に合金化させて合金粉とし、この合金粉の組成及び粒度を調整し、これを成型、真空焼結後、不活性ガス中で等方圧縮してから熱処理によりマルテンサイト化することを特徴とするものである。

また本発明の他の一つは、マルテンサイト性鉄合金基質中に、微細な炭化物と窒化物を均一に分散させた組成を有する焼結高合金鋼の製造において、金属酸化物粉末と炭素粉末を用いて窒化物を除いた合金組成に配合し、これに金属酸化物をCOとして還元する炭素量の約 $\frac{1}{2}$ を粉末で加え、混合粉砕して平均粒径を 1μ 以下とした後、水素気流中で加熱し、水素と炭素により酸化物を共還元すると同時に合金化させて合金粉とし、この合金粉の組成を調整すると共に窒化物粉末を加えてから粒度を調整し、これを成型、真空焼結後、不活性ガス中で等方圧縮してから熱処理によりマルテンサイト化することを特徴とするものである。

本発明が製造の対象とする合金は、W、Mo、

Cr、V、Ti、Nb、Taの2種以上を全体で5～60%（重量%、以下同じ）、Cを0.5～5%、Nを2%以下、残Fe及び不可避不純物を含み、実質的にマルテンサイト性鉄合金基質中に金属炭化物又は金属炭化物と窒化物を均一且つ微細に分散せしめた焼結性高合金で、例えば、JIS分類のSKD、SKH材を包含するが、これらに限定されない。以下本発明の詳細を説明する。

先ず本発明の基になる合金粉は、窒化物をのぞく合金の金属成分に対応する酸化物粉末に、所要量の炭素粉末を混合して平均粒径 1μ 以下に粉砕し、これを充分な水素供給下で $1000 \pm 100^\circ\text{C}$ の温度に加熱保持して、水素と炭素により酸化物粉末の共還元（同時還元）反応と固相拡散による合金化反応を行なわせることにより得られる。

出発点となる粉末に、合金成分の金属窒化物を除く金属成分として酸化物を用いた利点は、はじめの粉砕が容易になり、粉砕過程で酸化が進行する恐れがなく、以後の炭素量制御が容易

になることにある。また、この酸化物に所要量の炭素又は黒鉛粉末を加え、これを平均粒径 1μ 以下に混合粉砕して水素気流中で水素と炭素により共還元する利点は、還元温度及び合金化温度が低く、得られた合金粉が強固な二次成長を起さないことにある。還元は水素又は炭素の何れか一方のみでも行なえるが、何れか一方のみによる還元では還元温度及び合金化温度が高く、得られた合金粉は二次成長を起し、その後の粉砕が困難になる。尚、以上の利点が失われない限度内において、酸化物の一部を金属粉末又は炭化物粉末で置換することは差支えない。

このようにして得られた合金粉は、合金基質中に細かい炭化物を分散した組織を有し、以後炭化物を粉砕するための工程はいかなる意味においても必要としない。

また、上記所要量の炭素とは、最終的に合金基質中に固溶する炭素量と炭化物形成のための炭素量の和（有効炭素量）に、酸化物をCOとして還元するのに要する理論値の約 $\frac{1}{2}$ を加えた

量をいう。還元に必要な理論値の約半分とした理由は還元の半分を水素に肩代りさせるためで、半分としたのは一応の目安であり、正確には水素供給方法、加熱方法によつて若干変動する。注意すべきは、水素による還元と添加炭素による還元比が正確に1:1でなくても、実質的に完全な還元と合金粉の二次成長をおこさない範囲で行われればよく、望ましい比は1:1を中心にあることは事実としても、多少の巾が許されることである。従つて、共還元というときは1:1を中心はこの巾をもたせた意味に解するものとする。

更に詳しくいうと、このようにして決めた必要炭素量も制御不能の要因によつて狭い範囲内で変動し、偶発的に炭素不足側にずれたときは合金成分の有効炭素量を消費する。通常は消費し尽す前に還元が終る。還元が終らないときは、水素供給条件、加熱条件等をかえてみる必要がある。これに対し、炭素過剰側にずれたときは、酸化物を添加し、再び水素気流中で加熱して過

剩炭素をのぞかなければならず、工程としても無駄となる上、焼結体の最終特性を損なうので好ましくない。従つて、還元炭素量は有効炭素量を大中に消費しない程度のやや不足側におさえるのがよい。還元は残存酸素量が1%以下になつていれば充分である。還元が終つた時点で残存有効炭素量と残存酸素量を測定し、不足炭素量を加えて補正する。

このようにして得られた合金粉は、結合剤を加えてこのまま成型してもよいが、軽く二次成長粉を砕く意味で元の粒径程度まで粉碎する。特に炭素量を補正したものでは混合のため粉碎する必要がある。この混合粉碎において、共通還元するまでもない炭化物又は共通還元に適さない炭化物又は／及び窒化物を更に添加して、合金組成を変えることもできる。尚、この混合粉碎工程は始めの酸化物と炭素の混合粉碎工程とは異なり、酸化防止に注意し、最終の炭素量に変動をきたさないように注意する必要がある。

このようにして組成を調整した合金粉は、必

一の一つであるナフタリンは成型体に強度を与えないが、昇華し易く、排気系に入つても害はなく、特別の脱バインダー工程を必要としないため、成型体に強度が求められない場合には有利である。ナフタリンとパラフィンとを両極とする各種のバインダーについては、上記の脱バインダー工程を使い分けるとよい。要はバインダーが浸炭を引き起さないように焼結前に除去できればよい。尚、脱パラフィン工程において、加熱速度を8℃/分以下とすれば成型体の割れを防止することができる。

また焼結工程において昇温中、900~1100℃の温度で残存酸素の炭素還元による一酸化炭素の脱ガスがみられるから、この間は加熱速度を遅くし、必要に応じて定温に暫時保持し、脱ガスが完全に終了したことを確認してから焼結に入る。焼結温度は合金組成、特に固溶炭素量によつて決まるもので、高いと焼結時間は短くなるが、オーステナイト粒度及び炭化物粒度が成長するようになる。従つて、焼結温度は焼

結時間と勘案して極力低くおさえることが望ましい。焼結温度は共通還元温度よりは高く、一般に融点下30~70℃に存在する。

このようにして得られた焼結体は、微細な炭化物(粒径1~2μ)がオーステナイト地に均一に分散した美麗な組織を呈しているが、密度は95~97%で完全に100%にはならない。焼結温度を高くすれば100%近い密度のものが得られるが、オーステナイト粒度又は／及び炭化物粒度が粗大化し、機械的性質及び焼入れ性の劣化をまねく。焼結体の密度を高める方法としては、焼結体の熱間鍛造、圧延等があるが、これ等の方法は程度の差はあつても焼結体の形状を変えるものであり、始めから最終形状のものを想定して焼結後の仕上げ加工を極力省略する、粉末冶金の理念に反することになる。また焼結体の形状が複雑な場合には、上記手段は適用できない。

本発明では、このようにして形成した焼結体をアルゴン等の高温高圧の不活性ガス中で等方

圧縮する。この等方圧縮により焼結体は100%の高密度化になる。高密度化が可能であるためには、前記焼結により焼結体中の空隙が閉じている必要があるが、経験的に密度が95%以上であれば閉じていると考えてよい。従つて、前記焼結条件はこの要件をも満たすように選ぶ。等方圧縮における圧縮温度は焼結温度以下で行なう必要がある。圧縮温度と圧縮圧力とは相補的で、一方が低ければ他方を高くする。一例として、1100℃の温度では1000気圧である。等方圧縮の効果は被圧縮体の原形を損なわないこと、機械的性質、特に抗折力をたかめる点にある。

このようにして得られた焼結高合金^鋼は、オーステナイト基質に炭化物又は炭化物と窒化物が均一に分散した組織を有するもので、焼入れによりオーステナイト基質をマルテンサイト化し、焼戻しによつて残留オーステナイトの消失とマルテンサイトの安定化をはかることにより、機械的性質を一層向上せしめることができる。熱

酸量は0.8%であつた。尚、このときの炉容積は42ℓで直方体型である。

この粉末にC 0.6%、パラフィン4%を添加してアルコール中で軽いボールミルを行ない、乾燥後、圧粉成型(圧力1t/cm²)し、幅5mm、長さ10mm、厚さ3mmの試験用成型体を作り、真空中で脱パラフィンと焼結を行なつた。昇温中400℃前後で脱パラフィンが起つて真空度が低下し、回復後900~1,100℃の間で再び真空度が低下した。この真空度の低下は、成型体中の残存酸量が炭素で還元されるために起きたものである。この脱ガスが20分で終了したところで温度を1,240℃にあげ、1時間保持して焼結を行なつた。得られた試験用成型体は炭素量1.26%(分析値)、比重7.91g/cm³(対溶解材比96.0%)であつた。

次に、この焼結体を1,150℃、1,150気圧の高温高圧アルゴン中で40分間等方圧縮を行なつた。その結果、比重は8.24となり、焼結体中の空隙が完全に潰れた焼結高合金鋼が得られ

処理条件は合金組成に対応して通常とられるものに準じればよい。

以下本発明を実施例について説明する。

実施例(1)

SKH 57相当(10%W-3.5%Mo-4%Cr-3.5%V-10%Co-1.25%C-残部Fe、Mn+Si+P≤0.7%)の焼結高合金鋼を製造した。

先ず合金粉を造るため、WO₃ 1.261kg、MoO₃ 0.525kg、Cr₂O₃ 0.585kg、V₂O₅ 0.515kg、CoO 1.271kg、Fe₂O₃ (不純物としてMn, Si, Pを含む) 9.687kgを粒径5μ以下の粉末として配合し、これにC 1.6kgを添加して混合破砕し、粒径を1μ以下とした。これをバインダーを用いることなくペレットに成形して、十分な水素の供給下(0.5ℓ/分)で5℃/分の割合いで1000℃の温度まで加熱し、3時間保持して還元した。得られた粉末をX-線、EPMA分析にかけて調べたところ、合金化していることが確認された。また残存炭素量は1.3%、残存

た。これに通常の熱処理(1200℃×2分、空冷焼入れ、560℃×60分×3回、空冷焼戻し)を加えて硬度と抗折力を測定したところ、硬度は67HRC、抗折力は493kg/cm²(抗折試験品寸法・厚さ4mm、巾8mm、長さ20mm)であつた。これに対し、等方圧縮処理を省略し同じ熱処理をした試片は、硬度は同じ67HRCを示したのに対し、抗折力は271kg/cm²にしかならなかつた。このことから等方圧縮処理が大事であることが判る。

一方、通常の溶解によつて得られるSKH 57の標準値は硬度65HRC、抗折力217kg/cm²であるところから、本発明により製造した焼結高合金鋼は、はるかに優れた特性を有していることが判る。

尚、本発明により製造したSKH 57相当の焼結高合金鋼の焼入れのままの組織を第1図に、通常の溶解法により得られたSKH 57相当の高合金鋼の焼入れのままの組織を第2図に示す。(共に倍率400) 第1図では微細な炭化物が

均一に分散しているに対し、第2図では炭化物の分散が不均一で、しかも炭化物の分散に指向性がある。

実施例(2)

SKH 9 相当 (6% W - 5% Mo - 4% Cr - 2% V - 1% C - 残部 Fe、Mn + Si + P ≤ 1.0%) の焼結高合金鋼を製造した。

先ず合金粉を造るため、 WO_3 0.711 kg, MoO_3 0.750 kg, Cr_2O_3 0.591 kg, V_2O_5 0.360 kg, Fe_2O_3 11.816 kg (不純物として Mn, Si, P を含む) を粒径 5 μ 以下の粉末として配合し、これに C 1.40 kg を添加して混合破砕し、粒径を 1 μ 以下として、実施例(1)と同一条件で還元した。得られた粉末は完全に合金化し、残存炭素量は 1.0%、残存酸素量は 0.7% であった。

このようにして得られた粉末に、C 0.5% とパラフィン 4% を添加して破砕を行ない、これを実施例(1)と同様にして圧粉成型、焼結、等方圧縮を行なった。尚、焼結温度は 1,260℃ とした。

より実施例(2)の焼結温度より約 20℃ 低い温度とした。また、得られた焼結高合金鋼の硬度は 64 HRC、抗折力は 425 kg/mm² であった。

このような高 V 合金は溶解法では造り難いとされているが、本発明によれば容易に製造できる。また、本実施例のように代表的な組成の合金粉を実施例(1)又は(2)に準じて用意しておけば、これを出発点にして簡便に組成の異なる焼結高合金鋼を製造することができる。

実施例(4)

1.0% W - 3.5% Mo - 4% Cr - 3.5% V - 5% TiN - 残部 Fe からなる焼結高合金鋼を製造した。

実施例(1)において還元して得られた合金粉に、補正のための炭素とパラフィンを添加して混合粉砕する際に、平均粒径 1.6 μ の TiN 粉末を 5% 添加し、以後は実施例(1)と同様にして成型、焼結、等方圧縮、熱処理を行なった。尚、焼結温度は実施例(1)より 10℃ 高い温度で行なった。このようにして得られた焼結高合金鋼の硬度は

このようにして得られた焼結高合金鋼に、実施例(1)と同様の熱処理を加えて硬度と抗折力を測定した。その結果、硬度は 62 HRC、抗折力は 465 kg/mm² であった。通常の溶解法による SKH 9 相当の高合金鋼の硬度は 62 HRC、抗折力は 240 kg/mm² であることから、本発明により製造した焼結高合金鋼は、はるかに優れた特性を有していることが判る。尚、通常は SKH 9 の方が SKH 57 よりも高靱性とされるが、実施例(1)の結果とを対比すると逆になる。ここにも本発明の特異性がみとめられる。

実施例(3)

6% W - 5% Mo - 4% Cr - 6% V - 1.9% C - 残部 Fe の焼結高合金鋼を製造した。

実施例(2)において還元して得られた合金粉に炭素とパラフィンを添加する際に、更に VC を 4% 添加し、アルコールを密閉したボールミル中で全体が 1 μ 以下になるまで粉砕し、以後は実施例(2)と同様にして成型、焼結、等方圧縮、熱処理を行なった。尚、焼結温度は V の増加に

68 HRC、抗折力は 411 kg/mm² であった。

また、この焼結高合金鋼と従来のアトマイズ法により得た SKH 57 相当の高合金鋼で同一形状の工具を造り、SUS 304 の乾式切削(送り速度 0.3 mm/rev、切込み深さ 1.5 mm、切削速度 30 m/min、工具形状 -5, 15, 5, 5, 15, 15, 0.8 R)として、摩耗による寿命比較を行なった。その結果、アトマイズ法によるものは切削可能時間が 14 分であるのに対し、本発明による高合金鋼の切削可能時間は 30 分以上であった。

溶解法では TiN を分散させることができず、アトマイズ法では粒径が大きく、TiN の添加効果が得られないが、本発明によれば製造が可能で優れた特性のものが得られる。

このように本発明によれば、合金粉の製造から最終製品まで液相反応を一度も経ずに、終始固相反応で一貫して造られ、しかも最終製品の特性ははるかに優れたものが得られる等顕著な効果を奏するものである。

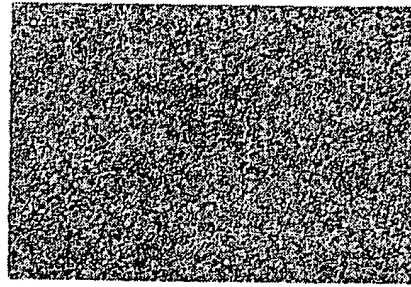
4. 図面の簡単な説明

第1図は本発明によるSKH 57相当の焼結高合金鋼の焼入れのままの組織を示す顕微鏡写真。
第2図は通常の溶解法によるSKH 57相当の高合金鋼の焼入れのままの組織を示す顕微鏡写真である。

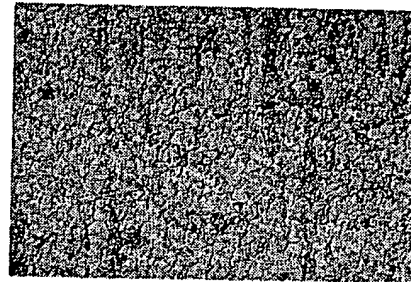
代理人 箕 浦



第 1 図



第 2 図



手続補正書(自発)

昭和56年3月30日

特許庁長官 島 田 春 樹 殿

1. 事件の表示

昭和56年3月13日提出の特許願

2. 発明の名称

焼結高合金鋼の製造方法

3. 補正をする者

事件との関係 特許出願人

住所 東京都千代田区丸の内2丁目6番1号

名称 (529) 古河電気工業株式会社

代表者 舟 橋 正 夫 (他2社)

4. 代 理 人

住所 東京都千代田区神田北乗物町16番地

英ビル3階 101

電話 (252) 6619・6610番

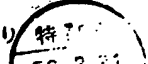
氏名 (6348) 弁理士 箕 浦



5. 補正の対象

明細書の特許請求の範囲の欄及び発明の詳細な説明の欄

6. 補正の内容 別紙のとおり



補 正 の 内 容

1. 特許請求の範囲を別紙の通り訂正する。
2. 発明の詳細な説明において、第6頁第20行、第7頁第12行、第8頁第11行、第9頁第2行～第3行、第16頁第14行、第19頁第13行及び第20頁第18行にそれぞれ「1μ以下」とあるを「10μ以下」と訂正する。
3. 同第8頁第1行に「V, Ti,」とあるを「V, Co, Ti,」と訂正する。
4. 同第12頁第2行に「 $5 \times 10^{-4} \text{ mmHg}$ 」とあるを「0.1 mmHg」と訂正する。
5. 同第12頁第13行に「400℃」とあるを「300℃」と訂正する。
6. 同第14頁第3行に「融点」とあるを「固相線」と訂正する。
7. 同第14頁第5行に「粒径1」とあるを「粒径0.1」と訂正する。
8. 同第14頁第7行に「で完全に100%にはならない。」とあるを「止まりである」と訂正する。

9. 同第15頁第4行に「経験的」とあるを「実験的」と訂正する。
10. 同第16頁第12行～第13行に「粒径5μ以下の粉末として」とあるを削除する。
11. 同第17頁第5行～第6行に「幅5mm、長さ10mm、厚さ30mm」とあるを「厚さ6mm、巾10mm、長さ30mm」と訂正する。
12. 同第17頁第8行に「400℃」とあるを、「300℃」と訂正する。
13. 同第18頁第5行に「20mm」とあるを「25mm」と訂正する。
14. 同第19頁第11行に「粒径5μ以下の粉末として」とあるを削除する。
15. 同第21頁第12行に「5% TiN-残部Fe」とあるを「5% TiN-1.25C-残部Fe」と訂正する。

る焼結高合金鋼の製造において、金属酸化物粉末と炭素粉末を用いて窒化物を除いた合金組成に配合し、これに金属酸化物をCOとして還元する炭素量を粉末で加え、混合粉砕した後、水素気流中で加熱し、水素と炭素により酸化物を共還元すると同時に合金化させて合金粉とし、この合金粉の組成を調整すると共に窒化物粉末を加えてから粒度を調整し、これを成型、真空焼結後、不活性ガス中で等方圧縮してから熱処理により基質をマルテンサイト化することを特徴とする焼結高合金鋼の製造方法。

- (4) 共還元と合金化を行なわせた合金粉に炭素粉末、金属粉末又は／及び炭化物粉末を加えて組成を調整すると共に窒化物粉末を添加し、これを混合粉砕する特許請求の範囲第3項記載の焼結高合金鋼の製造方法。」

特許請求の範囲

- (1) マルテンサイト性鉄合金基質中に微細な炭化物を均一に分散させた組織を有する焼結高合金鋼の製造において、金属酸化物粉末と炭素粉末を用いて合金組成に配合し、これに金属酸化物をCOとして還元する炭素量を粉末で加え、混合粉砕した後、水素気流中で加熱し、水素と炭素により酸化物を共還元すると同時に合金化させて合金粉とし、この合金粉の組成及び粒度を調整し、これを成型、真空焼結後、不活性ガス中で等方圧縮してから、熱処理により基質をマルテンサイト化することを特徴とする焼結高合金鋼の製造方法。
- (2) 共還元と合金化を行なわせた合金粉に、炭素粉末、金属粉末又は／及び炭化物粉末を加え、これを混合粉砕して合金粉の組成を調整する特許請求の範囲第1項記載の焼結高合金鋼の製造方法。
- (3) マルテンサイト性鉄合金基質中に微細な炭化物と窒化物を均一に分散させた組成を有す

PTO 06-5118

CY=JA DATE=19821009 KIND=A
PN=57-164958

MANUFACTURING METHOD FOR SINTERED HIGH-ALLOY STEEL
[Shoketsu kogokin hagane no seizo hoho]

Toyoaki Ishibachi, et al.

UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE
Washington, D.C. June 2006

Translated by: FLS, Inc.

PUBLICATION COUNTRY	(19):	JP
DOCUMENT NUMBER	(11):	57-164958
DOCUMENT KIND	(12):	A
	(13):	
PUBLICATION DATE	(43):	19821009
PUBLICATION DATE	(45):	
APPLICATION NUMBER	(21):	56-36132
APPLICATION DATE	(22):	19810313
ADDITION TO	(61):	
INTERNATIONAL CLASSIFICATION	(51):	C22C 33/02
DOMESTIC CLASSIFICATION	(52):	
PRIORITY COUNTRY	(33):	
PRIORITY DATE	(32):	
PRIORITY NUMBER	(31):	
INVENTORS	(72):	ISHIBACHI, TOYOAKI; TAKUMA, TAKASHI; FUKUYA, YASUNORI; MAEDA, MASAYUKI
APPLICANTS	(71):	THE FURUKAWA ELECTRIC CO LTD, KANTO DENKA KOGYO CO LTD, FUJI DIE CO LTD
TITLE	(54):	MANUFACTURING METHOD FOR SINTERED HIGH-ALLOY STEEL
FOREIGN TITLE	[54A]:	SHOKETSU KOGOKIN HAGANE NO SEIZO HOHO

1. Title of the Invention

MANUFACTURING METHOD FOR SINTERED HIGH-ALLOY STEEL

2. Claims (Amended on March 30, 1981)

(1) A method for manufacturing a sintered high-alloy steel having a structure in which a fine carbide is uniformly dispersed in a martensitic iron alloy matrix, wherein an alloy composition is compounded using a metal oxide powder and carbon powder, wherein an amount of carbon for reducing the metal oxide as CO is added in powder form, mixed in and pulverized, wherein heat is applied in a hydrogen flow to co-reduce the oxide with the hydrogen and carbon while being alloyed to obtain an alloy powder, wherein the composition and granularity of the alloy powder are adjusted, wherein the alloy powder is compacted and vacuum-sintered, and wherein the sintered compact is isotropically compressed in an inert gas atmosphere and then heat treated to render the matrix martensitic.

(2) The manufacturing method for a sintered high-alloy steel described in Claim 1, wherein a carbon powder, metal powder and/or carbide powder are added to the co-reduced and alloyed alloy powder, wherein this is mixed together and pulverized, and wherein the composition of the alloy powder is adjusted.

(3) A method for manufacturing a sintered high-alloy steel having a structure in which a fine carbide and nitride are uniformly dispersed in a martensitic iron alloy matrix, wherein an alloy

* Numbers in the margin indicate pagination in the foreign text.

composition excluding the nitride is compounded using a metal oxide powder and carbon powder, wherein an amount of carbon for reducing the metal oxide as CO is added in powder form, mixed in and pulverized, wherein heat is applied in a hydrogen flow to co-reduce the oxide with the hydrogen and carbon while being alloyed to obtain an alloy powder, wherein the granularity of the alloy powder is adjusted, wherein the nitride powder is added and the granularity is adjusted, wherein the alloy powder is compacted and vacuum-sintered, and wherein the sintered compact is isotropically compressed in an inert gas atmosphere and then heat treated to render the matrix martensitic.

(4) The manufacturing method for a sintered high-alloy steel described in Claim 3, wherein a carbon powder, metal powder and/or carbide powder are added to the co-reduced and alloyed alloy powder and the composition is adjusted, wherein the nitride powder is added, and wherein this is mixed together and pulverized.

/332

3. Detailed Description of the Invention (Amended on March 30, 1981)

The present invention relates to a method for manufacturing a sintered high-alloy steel having a structure in which a fine carbide or carbide and nitride are uniformly dispersed as the dispersed materials in a martensitic iron alloy matrix.

General tool steel and high speed steel are cast using the melting method, but the melting causes the carbide to have a feathery structure which weakens the steel. Therefore, heat processing is added to break down this structure. Unfortunately, this method causes

the dispersion of the carbide to be oriented and significant fatigue and consequent material loss occur in the mechanical processing to shape the steel as desired. If the steel could be finished to the desired shape using powder metallurgical manufacturing, the heat processing to break down the structure and the other problems would be solved. However, powder metallurgical manufacturing has many problems and cannot be said to be ready to meet the demands of industry. The main reason is that it is difficult to obtain a sinterable powder for high-speed steel. Sintered high-speed steel has appeared recently on the market. Here, a powder (atomized powder) obtained by spraying a molten alloy with a specific composition in water or an inert atmosphere is vacuum packed in a metal container and then isotropically compressed with hydrostatic pressure at high temperature. A characteristic of powder metallurgy is that the product is cast in its final shape all at once, but this method is different. The atomized powder has a maximum target granularity of 1 mm and is both hard and tough, it is difficult to crush and does not have sintering properties.

Because creating a high-alloy steel using powder metallurgy is premised on the utilizability of an alloy powder, many attempts have been made to manufacture an alloy powder. In addition to creating a powder from liquid phase as in the case of atomized powder, an alloy powder has been created using a solid phase reaction.

In one method, a mixture of various element powders (pure metal and carbon) and/or carbide powders is heated and dispersed in solid

phase to alloy the mixture. However, the temperatures for solid phase dispersion are different for the various elements. If the temperature is too high, some of the elements are mixed in liquid phase but only those in the solid phase reaction are alloyed. If a liquid phase occurs during the reaction, carbides with a feathery structure are created. These are difficult to crush into powder and have very poor sintering properties. In the other method, the mixture is divided into a group with a high solid phase reaction temperature and a group that does not have a high solid phase reaction temperature. In the case of the former, a complex carbide is formed at a high temperature such as 1300°C. This is mixed with the other group and a solid phase reaction is conducted at a low temperature such as 1220°C to perform the final alloying. In the complex carbide formation reaction, the powder tends to experience secondary growth (agglutination). Once this growth occurs, crushing becomes difficult. Alumina powder can be mixed in to prevent secondary growth, but the alumina has to be removed after the reaction. This makes it unsuitable for mass production. Because a fine metal powder is used in this method, there is a fire hazard. The sintering reaction can be performed on the compact while an alloying reaction occurs between the complex carbide and the residual group. Because the sintering temperature is lower than the alloying temperature, the alloying that occurs at the sintering temperature is inadequate. But bringing the temperature up to the alloying temperature makes the granularity of the matrix

coarser. These reactions can be performed separately, but this extends the run time of the process.

As a result of extensive research to overcome the difficulties associated with the prior art method, the present inventors were able to develop a manufacturing method for a high-alloy steel in which an alloy powder suitable for powder metallurgy can be successfully created and in which the compacting, sintering and isotropic compression can be integrated.

The present invention is a method for manufacturing a sintered high-alloy steel having a structure in which a fine carbide is uniformly dispersed in a martensitic iron alloy matrix, wherein an alloy composition is compounded using a metal oxide powder and carbon powder, wherein approximately 1/2 the amount of carbon for reducing the metal oxide as CO is added in powder form, mixed in and pulverized to an average particle diameter of 10 μ or less, wherein heat is applied in a hydrogen flow to co-reduce the oxide with the hydrogen and carbon while being alloyed to obtain an alloy powder, wherein the composition and granularity of the alloy powder are adjusted, wherein the alloy powder is compacted and vacuum-sintered, and wherein the sintered compact is isotropically compressed in an inert gas atmosphere and then heat treated to render the matrix martensitic. /333

The present invention is also a method for manufacturing a sintered high-alloy steel having a structure in which a fine carbide and nitride are uniformly dispersed in a martensitic iron alloy

matrix, wherein an alloy composition excluding the nitride is compounded using a metal oxide powder and carbon powder, wherein approximately 1/2 the amount of carbon for reducing the metal oxide as CO is added in powder form, mixed in and pulverized to an average particle diameter of 10 μ or less, wherein heat is applied in a hydrogen flow to co-reduce the oxide with the hydrogen and carbon while being alloyed to obtain an alloy powder, wherein the granularity of the alloy powder is adjusted, wherein the nitride powder is added and the granularity is adjusted, wherein the alloy powder is compacted and vacuum-sintered, and wherein the sintered compact is isotropically compressed in an inert gas atmosphere and then heat treated to render the matrix martensitic.

The alloy manufactured in the present invention contains 5-60% (wt%, same below) of two or more of the following W, Mo, Cr, V, Co, Ti, Nb, Ta, 0.5-5% C, and 2% or less N with the remainder being Fe and the inevitable impurities. Sintered high-alloy steels in which a metal carbide or metal carbide and nitride are finely and uniformly dispersed in a martensitic iron alloy matrix include SKD and SKH materials under the JIS classification system but the present invention is not limited to these. The following is a detailed explanation of the present invention.

The alloy powder forming the base of the present invention is obtained by mixing a specific amount of carbon powder into an oxide powder corresponding to the metal component of the alloy excluding the nitride, pulverizing the mixture to an average particle diameter

of 10 μ or less, holding the temperature at $1000 \pm 100^\circ\text{C}$ in a sufficient hydrogen flow, co-reducing (simultaneously reducing) the oxide powder with the hydrogen and carbon, and conducting an alloy reaction through solid phase dispersion.

The powder at the departure point advantageously uses an oxide for the metal component excluding the metal nitride as an alloy component. This makes it easy to crush in the pulverizing process, does not experience continued oxidation during the pulverizing process, and makes it subsequently easier to control the amount of carbon. Also, a predetermined amount of carbon or graphite powder is added to the oxide, the resulting mixture is mixed and pulverized to an average particle diameter of 10 μ or less, and co-reduction is performed in a hydrogen flow by the hydrogen and carbon. This advantageously lowers the reduction and alloying temperatures, and does not cause strong secondary growth in the resulting alloy powder. The reduction can be performed by either hydrogen or carbon, but reduction using only one of these raises the reduction and alloying temperatures, and causes secondary growth in the resulting alloy powder, making it difficult to crush. Therefore, some of the oxide is replaced by metal powder or carbide powder to the extent that the aforementioned advantages are not compromised.

The alloy powder obtained in this manner has a structure in which a fine carbide is dispersed in the alloy matrix. Significantly, a subsequent process is not required for crushing the carbon.

The desired amount of carbon is approximately $1/2$ the theoretical value required by oxide reduction as CO added to the sum of the final amount of carbon for solid solution in the alloy matrix plus the amount of carbon for carbide formation (the active amount of carbon). Approximately half the theoretical value required for reduction is added because the rest of the reduction is performed by hydrogen. This is adjusted somewhat depending on the hydrogen feed method and heating method used. Caution must be exercised so that the hydrogen to added carbon reduction ratio is 1:1. This provides complete oxidation without secondary growth in the alloy powder. Even though a ratio of 1:1 is preferred, there is a certain degree of tolerance in either direction. In other words, the co-reduction requires an approximate ratio of 1:1.

More specifically, the required amount of carbon determined in this manner varies within a narrow range due to uncontrollable factors. If too little carbon is accidentally added, some of the active carbon in the alloy component is consumed. Normally, reduction ends before the carbon is exhausted. If the reduction process does not end, the hydrogen feed conditions and heating conditions have to be altered. If an excessive amount of carbon is added, more oxide has to be added and more heating has to be performed in a hydrogen flow to eliminate the excess carbon. This is a waste from a manufacturing standpoint, and the final properties of the sintered compact are compromised. Therefore, the amount of carbon used in the reduction process should not lead to either a significant deficiency

/334

or unconsumed excess. The reduction is sufficient if the residual amount of oxygen is 1% or less. The residual amount of active carbon and the residual amount of oxygen are measured at the end of the reduction process, and any carbon deficiency is corrected.

The alloy powder obtained in this manner can be simply compacted with a bonding agent, but it is pulverized to the original particle diameter to eliminate any light secondary growth. Because of the adjustment to the amount of carbon, it has to be pulverized to complete the mixing process. In the mixing and pulverizing process, carbides that are not co-reduced or carbides that are not co-reduced and/or nitrides can be added to change the alloy composition. This mixing and pulverization differs from the initial mixing and pulverization of the oxide and carbon in that care is exercised to prevent oxidation and not alter the final amount of carbon.

After this adjustment, a required bonding agent is added to the alloy powder and the alloy powder is compacted. In order to prevent oxidation and any change in the amount of carbon, sintering is performed in a vacuum at pressure under 0.1 mmHg. Oxidation can be prevented in a non-oxidizing atmosphere such as in argon, but the gas cannot be sufficiently removed from the compact. This undermines final product quality. The amount of carbon is also changed in hydrogen. Because the compact normally contains 5% or less binder, care must be exercised so that the binder does not adversely affect the amount of solid solution carbon in the final product. Paraffin is one binder and is preferred from the standpoint of providing strength

to the compact. However, sintering performed without sufficiently removing the paraffin is likely to cause carburizing. Because removal of the paraffin from the compact requires temperatures around 300°C, sufficient gas has to be supplied in an inactive gas or reducing atmosphere to prevent paraffin gas from remaining in the compact. Preferably, removal of the paraffin is performed in a vacuum. The paraffin removal process is not an impediment even when separated from the sintering process. It can be performed before the sintering process. A binder such as naphthalin does not provide strength to the compact, but it easily sublimates and does not cause any harm in a gas discharge system. It also does not require a special binder removal process. As a result, it has advantages in situations where the compact does not require additional strength. Naphthalin and paraffin represent the extremes and many other binders are available. Their use depends on the binder removal process as mentioned above. The binder should be removed before sintering in order to prevent carburizing. If the heating rate in the paraffin removal process is 8°C per minute or less, cracking of the compact can be prevented.

In the sintering process, the carbon monoxide caused by reduction of the residual carbon is removed at a temperature of 900-1110°C under rising temperature conditions. This slows the rise in the heating rate and requires holding the temperature constant for a time if necessary. The sintering is performed after the complete removal of the gas has been verified. The sintering temperature depends on the alloy composition and the amount of solid solution

carbon, but a higher temperature reduces the sintering time. Unfortunately, this causes austenite and carbide granularity growth. Therefore, the sintering temperature should be as low as possible while also allowing for an acceptable sintering time. The sintering temperature should be higher than the co-reduction temperature and is generally 30 to 70°C below the solid phase line.

The sintered compact obtained in this manner has a beautiful structure in which a fine carbide (particle diameter 0.1-2 μ) is dispersed uniformly throughout the austenite matrix. The density is 95-97%. If the sintering temperature is high, the density approaches 100%, but the austenite and/or carbide granularity become coarser. This causes a deterioration in mechanical properties and quenching properties. Methods of increasing the density of the sintered compact include heat forging and rolling, but these methods change the final shape of the sintered compact. This goes against the concept of powder metallurgy, which is to maintain the same shape from start to finish and to eliminate the necessity for any finishing process after sintering. These means are also inappropriate if the sintered compact has a complex shape.

In the present invention, isotropic compression is performed on the sintered compact under high-pressure/high-temperature conditions in an inactive gas atmosphere such as one of argon. An isotropically compressed sintered compact approaches a density of 100%. In order to make higher densities possible, air pockets have to be removed from the sintered compact during the sintering process.

/335

Experimentally, these are closed if the density is 95% or greater. Therefore, the sintering conditions should be selected to satisfy this condition. The compressing temperature in isotropic compressing has to be below the sintering temperature. The compacting temperature and compacting pressure complement each other, so one can be increased if the other one is lowered. For example, the temperature can be 1100°C and the pressure 100 atm. The effect of isotropic compressing is to increase mechanical properties and resistance without adversely affecting the original shape of the compact.

Because the sintered high-alloy steel obtained in this manner has a structure in which a carbide or carbide and nitride are dispersed uniformly in an austenite matrix, quenching is used to change the austenite matrix to martensite, and tempering is used to eliminate the residual austenite and stabilize the martensite. This greatly improves mechanical properties. The heat processing conditions depend on the alloy composition but should accord with normal practice.

The following is an explanation of the present invention with reference to working examples.

Working Example (1)

An SKH57 sintered high-alloy steel was manufactured (10% W, 3.5% Mo, 4% Cr, 3.5% V, 10% Ce, 1.25% C, remainder Fe, Mn + Si + P ≤ 0.7%).

In order to first create an alloy powder, WO_3 1.261 kg, MoO_3 0.525 kg, Cr_2O_3 0.585 kg, V_2O_3 0.515 kg, CoO 1.271 kg and Fe_2O_2

(containing Mn, Si and P impurities) 9.687 kg was compounded as a powder. C 1.6 kg was added to this and the mixture was mixed together and pulverized to reduce the particle diameter to 1 μ or less.

Pellets were formed without a binder, which were heated to a temperature of 1000°C at a rate of 5°C per minute in a sufficient hydrogen flow (0.5 L per minute). This was maintained for three hours for reduction. The powder obtained in the manner was verified as alloyed using X-ray and EPMA analysis. The amount of residual carbon was 1.3%, and the amount of residual oxygen was 0.8%. The capacity of the cubical furnace was 42 L.

C 0.6% and paraffin 4% were added to the powder, and light ball mill grinding was performed in alcohol. Once the powder had been dried, it was compacted in a mold (pressure 1 t/cm²) to create a 6 mm x 10 mm x 30 mm (W x L x D). The paraffin was removed in a vacuum and sintering was performed. The paraffin was removed under rising temperature conditions around 300°C and the degree of vacuum was reduced. After recovery, the degree of vacuum was again reduced between 900 and 1100°C. The decline in the degree of vacuum was initiated so that the carbon could reduce the residual oxygen in the compact. After the gas has been removed in 20 minutes, the temperature was raised to 1240°C and held there for one hour to perform the sintering. The resulting test compact contained 1.26% carbon (analytical value) and had a specific gravity of 7.91 g/cm³ (relative dissolving material ratio 96.0%).

Next, the sintered compact was isotropically compressed for 40 minutes in high-temperature/high-pressure argon at 1150°C and 1150 atm. As a result, a sintered high-alloy steel was obtained with a specific gravity of 8.24 and absolutely no air pockets in the sintered compact. When heat treatment (1200°C x 2 minutes, air cooled quenching, 560°C x 60 minutes x 3 times, air cooled tempering) had been performed and the hardness and resistance were measured, the hardness was 67 HRC and the resistance was 496 kg/cm² (resistance test product dimensions D 4 mm x W 8 mm x L 25 mm). When the same heat treatment was performed on a test product that did not undergo isotropic compressing, the hardness was the same (67 HRC) but the resistance was only 271 kg/cm². Therefore, the isotropic compressing process is considered very important.

The standard values for SKH57 obtained using the normal melting method are a hardness of 65 HRC and a resistance of 217 kg/cm². Therefore, the sintered high-alloy steel of the present invention clearly has superior properties.

The structure of the SKH57 sintered high-alloy steel in the present invention after quenching is shown in FIG 1, and the structure of the SKH57 sintered high-alloy steel using the normal melting method after quenching is shown in FIG 2 (magnification factor 400x). In FIG 1, the fine carbide is uniformly distributed. In FIG 2, the fine carbide is also uniformly distributed but the carbide distribution is directional. /336

Working Example (2)

An SKH9 sintered high-alloy steel was manufactured (6% W, 5% Mo, 4% Cr, 2% V, 1% C, remainder Fe, Mn + Si + P \leq 1.0%).

In order to first create an alloy powder, WO_3 0.711 kg, MoO_3 0.750 kg, Cr_2O_3 0.591 kg, V_2O_3 0.360 kg, and Fe_2O_3 (containing Mn, Si and P impurities) 11.816 kg was compounded as a powder. C 1.40 kg was added to this and the mixture was mixed together and pulverized to reduce the particle diameter to 1 μ or less. The reduction was then performed using the same method as the first working example. The resulting powder was completely alloyed. The amount of residual carbon was 1.0%, and the amount of residual oxygen was 0.7%.

C 0.5% and paraffin 4% were added to the resulting powder, and the mixture was pulverized. The compacting, sintering and isotropic compressing were performed in the same manner as the first working example. The sintering temperature was 1260°C.

Heat treatment was performed on the resulting sintered high-alloy steel in the same manner as the first working example, and the hardness and resistance were measured. As a result, the hardness was 62 HRC and the resistance was 465 kg/cm². Because the hardness and resistance of SKH9 high-alloy steel obtained using the normal melting method are 62 HRC and 240 kg/cm², respectively, the sintered high-alloy steel manufactured using the method of the present invention clearly has superior properties. SKH9 is usually tougher than SKH57, but the opposite was the case with respect to the results in the

first working example. The present invention is clearly peculiar in this regard.

Working Example (3)

A sintered high-alloy steel was manufactured consisting of 6% W, 5% Mo, 4% Cr, 6% V, 1.9% C, and the remainder Fe.

When the carbon and paraffin were added to alloy powder reduced in the same manner as the second working example, 4% VC was also added. The mixture was then pulverized to an average particle diameter of 1 μ or less using a ball mill sealed in alcohol. The compacting, sintering and isotropic compressing were performed in the same manner as the second working example. The sintering temperature was 20°C lower than the second working example because of the added V. The hardness and resistance of the resulting sintered high-alloy steel were 64 HRC and 425 kg/cm², respectively.

A high V alloy is difficult to create using the normal melting method. It can be manufactured more easily using the present invention. If this composition is prepared using the methods in the first and second working example, sintered high-alloy steels with different compositions can be manufacturing from this departure point.

Working Example (4)

A sintered high-alloy steel was manufactured consisting of 10% W, 3.5% Mo, 4% Cr, 3.5% V, 5% TiN, 1.25% C, and the remainder Fe.

When supplemental carbon and paraffin were added to alloy powder reduced in the same manner as the first working example, 5% TiN with

an average particle diameter of $1.6\ \mu$ was also added. The compacting, sintering and isotropic compressing were performed in the same manner as the first working example. The sintering temperature was 10°C higher than the first working example. The hardness and resistance of the resulting sintered high-alloy steel were 68 HRC and $411\ \text{kg/cm}^2$, respectively.

Tools with the same shape were manufactured using this sintered high-alloy steel and SKH57 high-alloy steel made using the atomization method. Abrasion was created through dry shaving using SUS304 (feed rate $0.3\ \text{mm/rev}$, shaving depth $1.5\ \text{mm}$, shaving rate $30\ \text{m/min}$, tool shape -5, 15, 5, 5, 15, 15, $0.8\ \text{R}$) to test their relative durability. While it took 14 minutes to shave the steel obtained using the atomization method, it took 30 minutes in the case of the sintered high-alloy steel of the present invention.

TiN cannot be dispersed using the melting method, the powder diameter is large in the atomization method, and added TiN has no effect. Clearly, the manufacturing method of the present invention has superior properties.

In the present invention, there is no liquid phase reaction from the creation of the alloy powder to the completion of the finished product. It is solid phase reactions all the way through to the end. Because the properties of the finished product are superior, this is a significant effect.

4. Brief Explanation of the Drawings

/337

FIG 1 is a microscopic photograph of the structure of SHK 57 sintered high-alloy steel of the present invention immediately after quenching. FIG 2 is a microscopic photograph of the structure of SHK 57 sintered high-alloy steel manufactured using the normal melting method immediately after quenching.

FIG 1

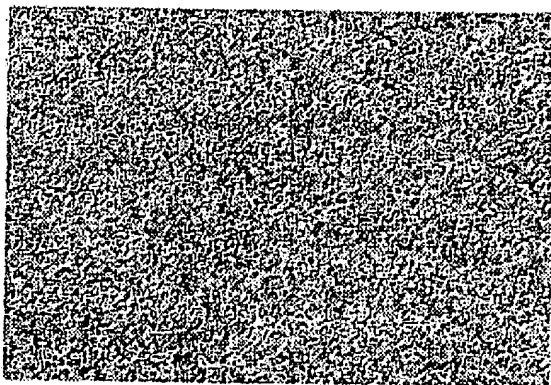


FIG 2

